

POWERED BY **Dialog**

**Nickel superalloy composition for gas turbine engine blade and vane - combines low chromium content with excellent oxidation and hot corrosion resistance**

**Patent Assignee:** UNITED TECHNOLOGIES CORP

**Inventors:** CETEL A D; DUHL D N

### Patent Family

Patent Number	Kind	Date	Application Number	Kind	Date	Week	Type
EP 848071	A1	19980617	EP 97309978	A	19971211	199828	B
JP 10195565	A	19980728	JP 97338324	A	19971209	199840	
KR 98063623	A	19981007	KR 9763431	A	19971127	199949	
US 6007645	A	19991228	US 96763916	A	19961211	200007	
EP 848071	B1	20010816	EP 97309978	A	19971211	200147	
DE 69711724	E	20020508	DE 611724	A	19971211	200238	
			EP 97309978	A	19971211		
KR 391736	B	20031022	KR 9763431	A	19971127	200417	

**Priority Applications (Number Kind Date):** US 96763916 A ( 19961211)

### Patent Details

Patent	Kind	Language	Page	Main IPC	Filing Notes
EP 848071	A1	E	20	C22C-019/05	
Designated States (Regional): AL AT BE CH DE DK ES FI FR GB GR IE IT LI LT LU LV MC MK NL PT RO SE SI					
JP 10195565	A		14	C22C-019/05	
KR 98063623	A			C22C-019/03	
US 6007645	A			C22C-019/05	
EP 848071	B1	E		C22C-019/05	
Designated States (Regional): DE FR GB					
DE 69711724	E			C22C-019/05	Based on patent EP 848071
KR 391736	B			C22C-019/03	Previous Publ. patent KR 98063623

### Abstract:

EP 848071 A

An Ni superalloy (and single crystal article) comprises (in wt%): 3.0-20.0% Co, 5.0-10.0% W, 5.0-7.0% Al, 0.4-2.9% Cr, 4.0-8.0% Ta, 0-1.0% V, 0-8.5% Re, 0-1.5% Ti, 0-3.0% Hf, 0-4.0% Mo, 0-2.0% Nb, 0-10.0% Ru, Pd, Pt, Rh, Ir and/or Os and 0-1.0% Y, Se, Ce, lanthanide and/or actinide metal. Preferably P

= at least 4500, where  $P = -200 \text{ Cr} + 80 \text{ Mo}^2 + 200 \text{ W} - 14 \text{ W}^2 + 30 \text{ Ta} - 1.5 \text{ Ta}^2 + 2.5 \text{ Co} + 1200 \text{ Al} - 100 \text{ Al}^2 + 100 \text{ Re} + 100 \text{ Hf} - 2000 \text{ Hf}^2 + 700 \text{ Hf}^3$ , where amounts are in wt%.

ADVANTAGE - the alloy has excellent oxidation and hot corrosion resistance despite a low Cr content. The low Cr content enhances the creep rupture strength and microstructural stability.

Dwg.0/11

Derwent World Patents Index

© 2005 Derwent Information Ltd. All rights reserved.

Dialog® File Number 351 Accession Number 11897573

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-195565

(43) 公開日 平成10年(1998) 7月28日

(51) Int.Cl.<sup>6</sup>

識別記号

F I

C 2 2 C 19/05

C 2 2 C 19/05

C

C 3 0 B 29/52

C 3 0 B 29/52

F 0 1 D 5/28

F 0 1 D 5/28

審査請求 未請求 請求項の数20 O L (全 14 頁)

(21) 出願番号 特願平9-338324

(22) 出願日 平成9年(1997)12月9日

(31) 優先権主張番号 08/763916

(32) 優先日 1996年12月11日

(33) 優先権主張国 米国 (US)

(71) 出願人 590005449

ユナイテッド テクノロジーズ コーポ  
レイション

UNITED TECHNOLOGIES  
CORPORATION

アメリカ合衆国, コネチカット 06101,  
ハートフォード, ユナイテッド テクノ  
ロジーズ ビルディング

(72) 発明者 アラン ディー. セテル

アメリカ合衆国, コネチカット, ウェスト  
ハートフォード, フラー ドライヴ 90

(74) 代理人 弁理士 志賀 富士弥 (外2名)

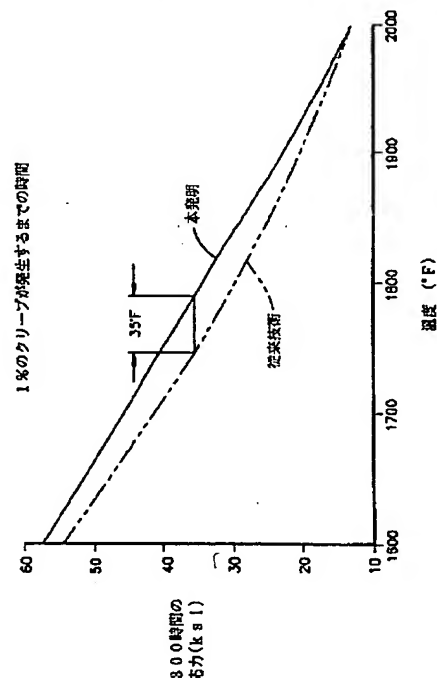
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高強度、かつ高い耐酸化性を有する低C r含有単結晶用超合金組成物及び単結晶超合金物体

(57) 【要約】

【課題】 高強度、かつ高い耐酸化性を有する低C r含有単結晶用超合金組成物及び単結晶超合金物体を提供する。

【解決手段】 超合金組成部と及び該組成の単結晶物体が開示されている。上記組成は、広い組成範囲を有しており、3.0~20.0%Co, 5.0~10.0%W, 5.0~7.0%Al, 0.4~2.9%Cr, 4.0~8.0%Ta, 0~1.0%V, 0~8.5%Re, 0~1.5%Ti, 0~3.0%Hf, 0~4.0%Mo, 0~2.0%Nb, 0~10.0%のRu, Rh, Pd, Os, Ir, Ptから構成される一群から任意に選択される1つ以上の元素、0~1.0%のY, La, Sc, Ac, ランタニド系列又はアクチニド系列の元素、その他バランス成分としてのNiで表される。最も有効な特定組成は、上記範囲のうち、特定の関係で表されている。



## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 単結晶物体を製造するために特に好適なニッケル基超合金組成物であって、該組成物は、wt%で3.0～20.0%コバルト(Co)、5.0～10.0%タングステン(W)、5.0～7.0%アルミニウム(Al)、0.4～2.9%クロム(Cr)、4.0～8.0%タンタル(Ta)、0～1.0%バナジウム(V)、0～8.5%レニウム(Re)、0～1.5%チタン(Ti)、0～3.0%ハフニウム(Hf)、0～4.0%モリブデン(Mo)、0～2.0%ニオブ(Nb)、0～10.0%のIII族遷移金属元素又は第2列目及び第3列目の遷移金属元素であるルテ

$$P = -200Cr + 80Mo - 20Mo^2 + 200W - 14W^2 + 30Ta - 1.5Ta^2 + 2.5Co + 1200Al - 100Al^2 + 100Re + 1000Hf - 2000Hf^2 + 700Hf^3$$

で表され(上式中、元素記号は、当該元素のwt%を示す。)、かつ、Pが、4500以上であることを特徴とする請求項1に記載の組成物。

【請求項3】 単結晶物体を製造するために特に好適なニッケル基超合金組成物であって、該組成物は、wt%で5.0～15.0%コバルト(Co)、6.0～8.0%タングステン(W)、5.3～6.3%アルミニウム(Al)、0.8～2.5%クロム(Cr)、5.0～7.0%タンタル(Ta)、0～1.0%バナジウム(V)、5.0～7.5%レニウム(Re)、0～1.0%チタン(Ti)、0.1～1.5%ハフニウム(Hf)、0.5～3.0%モリブデン(Mo)、0～1.0%ニオブ(Nb)、0～10.0%のIII族遷移金

$$P = -200Cr + 80Mo - 20Mo^2 + 200W - 14W^2 + 30Ta - 1.5Ta^2 + 2.5Co + 1200Al - 100Al^2 + 100Re + 1000Hf - 2000Hf^2 + 700Hf^3$$

で表され(上式中、元素記号は、当該元素のwt%を示す。)、かつ、Pが、4500以上であることを特徴とする請求項3に記載の組成物。

【請求項5】 単結晶物体を製造するために特に好適なニッケル基超合金組成物であって、該組成物は、wt%で7.0～13.0%コバルト(Co)、6.3～7.3%タングステン(W)、5.7～6.3%アルミニウム(Al)、1.0～2.0%クロム(Cr)、5.5～6.5%タンタル(Ta)、0～0.5%バナジウム(V)、6.0～7.0%レニウム(Re)、0～1.0%チタン(Ti)、0.3～0.5%ハフニウム(Hf)、1.5～2.5%モリブデン(Mo)、0～1.0%ニオブ(Nb)、0～10.0%のIII族遷移金

$$P = -200Cr + 80Mo - 20Mo^2 + 200W - 14W^2 + 30Ta - 1.5Ta^2 + 2.5Co + 1200Al - 100Al^2 + 100Re + 1000Hf - 2000Hf^2 + 700Hf^3$$

で表され(上式中、元素記号は、当該元素のwt%を示す。)、かつ、Pが、4500以上であることを特徴とする請求項5に記載の組成物。

ニウム(Ru)、パラジウム(Pd)、プラチナ(Pt)、ロジウム(Rh)、イリジウム(Ir)、オスミウム(Os)を含んだ一群から任意に選択される1つ以上の元素、0～0.1%のイットリウム(Y)、ランタン(La)、スカンジウム(Sc)、セリウム(Ce)、ランタニド系列又はアクチニド系列の元素を含んだ一群から任意に選択される1種以上の元素、及び主要成分であるバランス成分としてのニッケル(Ni)を有していることを特徴とする組成物。

【請求項2】 前記組成が、下記式【数1】

属元素又は第2列目及び第3列目の遷移金属元素であるルテニウム(Ru)、パラジウム(Pd)、プラチナ(Pt)、ロジウム(Rh)、イリジウム(Ir)、オスミウム(Os)を含んだ一群から任意に選択される1つ以上の元素、0～0.1%のイットリウム(Y)、ランタン(La)、スカンジウム(Sc)、セリウム(Ce)、ランタニド系列又はアクチニド系列の元素を含んだ一群から任意に選択される1種以上の元素、及び主要成分であるバランス成分としてのニッケル(Ni)を有していることを特徴とする組成物。

【請求項4】 前記組成が、下記式【数2】

属元素又は第2列目及び第3列目の遷移金属元素であるルテニウム(Ru)、パラジウム(Pd)、プラチナ(Pt)、ロジウム(Rh)、イリジウム(Ir)、オスミウム(Os)を含んだ一群から任意に選択される1つ以上の元素、0～0.1%のイットリウム(Y)、ランタン(La)、スカンジウム(Sc)、セリウム(Ce)、ランタニド系列又はアクチニド系列の元素を含んだ一群から任意に選択される1種以上の元素、及び主要成分であるバランス成分としてのニッケル(Ni)を有していることを特徴とする組成物。

【請求項6】 前記組成が、下記式【数3】

【請求項7】 単結晶物体を製造するために特に好適なニッケル基超合金組成物であって、該組成物は、wt%で7.0～13.0%コバルト(Co)、6.3～7.3%タン

3%タングステン(W), 5.7~6.3%アルミニウム(Al), 1.0~1.75%クロム(Cr), 5.5~6.5%タンタル(Ta), 0%バナジウム(V), 6.0~7.0%レニウム(Re), 0%チタン(Ti), 0.3~0.5%ハフニウム(Hf), 1.5~2.5%モリブデン(Mo), 0%ニオブ(Nb), 0~10.0%のIII族遷移金属元素又は第2列目及び第3列目の遷移金属元素であるルテニウム(Ru), パラジウム(Pd), プラチナ(Pt), ロジウム(Rh), イリジウム(Ir), オスミウム(Os)

$$P = -200Cr + 80Mo - 20Mo^2 + 200W - 14W^2 + 30Ta - 1.5Ta^2 + 2.5Co + 1200Al - 100Al^2 + 100Re + 1000Hf - 2000Hf^2 + 700Hf^3$$

で表され(上式中、元素記号は、当該元素のwt%を示す。)、かつ、Pが、4500以上であることを特徴とする請求項7に記載の組成物。

【請求項9】 ニッケル基超合金単結晶物体であって、該物体は、wt%で3.0~20.0%コバルト(Co), 5.0~10.0%タングステン(W), 5.0~7.0%アルミニウム(Al), 0.4~2.9%クロム(Cr), 4.0~8.0%タンタル(Ta), 0~1.0%バナジウム(V), 0~8.5%レニウム(Re), 0~1.5%チタン(Ti), 0~3.0%ハフニウム(Hf), 0~4.0%モリブデン(Mo), 0~2.0%ニオブ(Nb), 0~10.0%のIII族遷移金属元素又は第2列目及び第3列目の遷移金属元素であるルテニウム(Ru), パラジウム(Pd), プラチナ(Pt), ロジウム(Rh), イリジウム(Ir), オスミウム(Os)

$$P = -200Cr + 80Mo - 20Mo^2 + 200W - 14W^2 + 30Ta - 1.5Ta^2 + 2.5Co + 1200Al - 100Al^2 + 100Re + 1000Hf - 2000Hf^2 + 700Hf^3$$

で表され(上式中、元素記号は、当該元素のwt%を示す。)、かつ、Pが、4500以上であることを特徴とする請求項9に記載の物体。

【請求項12】 ニッケル基超合金単結晶物体であって、該物体は、wt%で5.0~15.0%コバルト(Co), 6.0~8.0%タングステン(W), 5.3~6.3%アルミニウム(Al), 0.8~2.5%クロム(Cr), 5.0~7.0%タンタル(Ta), 0~1.0%バナジウム(V), 5.0~7.5%レニウム(Re), 0~1.0%チタン(Ti), 0.1~1.5%ハフニウム(Hf), 0.5~3.0%モリブデン(Mo), 0~1.0%ニオブ(Nb), 0~10.0%のIII族遷移金属元素又は第2列目及び第3列目の遷移金属元素であるルテニウム(Ru), パラジウム(Pd), プラチナ(Pt), ロジウム(Rh), イリジウム(Ir), オスミウム(Os)

$$P = -200Cr + 80Mo - 20Mo^2 + 200W - 14W^2 + 30Ta - 1.5Ta^2 + 2.5Co + 1200Al - 100Al^2 + 100Re + 1000Hf - 2000Hf^2 + 700Hf^3$$

で表され(上式中、元素記号は、当該元素のwt%を示す。)、かつ、Pが、4500以上であることを特徴と

を含んだ一群から任意に選択される1つ以上の元素、0~0.1%のイットリウム(Y), ランタン(La), スカンジウム(Sc), セリウム(Ce), ランタニド系列又はアクチニド系列の元素を含んだ群から任意に選択される1種以上の元素、及び主要成分であるバランス成分としてのニッケル(Ni)を有していることを特徴とする組成物。

【請求項8】 前記組成が、下記式

【数4】

を含んだ一群から任意に選択される1つ以上の元素、0~0.1%のイットリウム(Y), ランタン(La), スカンジウム(Sc), セリウム(Ce), ランタニド系列又はアクチニド系列の元素を含んだ群から任意に選択される1種以上の元素、及び主要成分であるバランス成分としてのニッケル(Ni)の組成を有していることを特徴とする物体。

【請求項10】 前記物体は、ガスタービンエンジンの運転に用いられるガスタービンエンジン部品であって、耐酸化性金属コーティングが外側面に施されていないことを特徴とする請求項9に記載の物体。

【請求項11】 前記組成が、下記式

【数5】

イリジウム(Ir), オスミウム(Os)を含んだ一群から任意に選択される1つ以上の元素、0~0.1%のイットリウム(Y), ランタン(La), スカンジウム(Sc), セリウム(Ce), ランタニド系列又はアクチニド系列の元素を含んだ群から任意に選択される1種以上の元素、及び主要成分であるバランス成分としてのニッケル(Ni)の組成を有していることを特徴とする物体。

【請求項13】 前記物体は、ガスタービンエンジンの運転に用いられるガスタービンエンジン部品であって、耐酸化性金属コーティングが外側面に施されていないことを特徴とする請求項12に記載の物体。

【請求項14】 前記組成が、下記式

【数6】

で表され(上式中、元素記号は、当該元素のwt%を示す。)、かつ、Pが、4500以上であることを特徴と

する請求項12に記載の物体。

【請求項15】 ニッケル基超合金単結晶物体であつて、該物体は、wt%で7.0～13.0%コバルト(Co)、6.3～7.3%タングステン(W)、5.7～6.3%アルミニウム(Al)、1.0～2.0%クロム(Cr)、5.5～6.5%タンタル(Ta)、0～0.5%バナジウム(V)、6.0～7.0%レニウム(Re)、0～1.0%チタン(Ti)、0.3～0.5%ハフニウム(Hf)、1.5～2.5%モリブデン(Mo)、0～1.0%ニオブ(Nb)、0～1.0%のIII族遷移金属元素又は第2列目及び第3列目の遷移金属元素であるルテニウム(Ru)、パラジウム(Pd)、プラチナ(Pt)、ロジウム(Rh)、イリジウム(Ir)、オスミウム(Os)を含んだ一群

$$P = -200Cr + 80Mo - 20Mo^2 + 200W - 14W^2 + 30Ta - 1.5Ta^2 + 2.5Co + 1200Al - 100Al^2 + 100Re + 1000Hf - 2000Hf^2 + 700Hf^3$$

で表され(上式中、元素記号は、当該元素のwt%を示す。)、かつ、Pが、4500以上であることを特徴とする請求項15に記載の物体。

【請求項18】 ニッケル基超合金単結晶物体であつて、該物体は、wt%で7.0～13.0%コバルト(Co)、6.3～7.3%タングステン(W)、5.7～6.3%アルミニウム(Al)、1.0～1.75%クロム(Cr)、5.5～6.5%タンタル(Ta)、0%バナジウム(V)、6.0～7.0%レニウム(Re)、0%チタン(Ti)、0.3～0.5%ハフニウム(Hf)、1.5～2.5%モリブデン(Mo)、0%ニオブ(Nb)、0～10.0%のIII族遷移金属元素又は第2列目及び第3列目の遷移金属元素であるルテニウム(Ru)、パラジウム(Pd)、プラ

$$P = -200Cr + 80Mo - 20Mo^2 + 200W - 14W^2 + 30Ta - 1.5Ta^2 + 2.5Co + 1200Al - 100Al^2 + 100Re + 1000Hf - 2000Hf^2 + 700Hf^3$$

で表され(上式中、元素記号は、当該元素のwt%を示す。)、かつ、Pが、4500以上であることを特徴とする請求項18に記載の物体。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、単結晶形態として鍛造するに適したニッケル基超合金組成物及び単結晶物体に関するものである。

【0002】

【従来の技術】ニッケル基超合金は、高温下で高応力に耐える必要のある用途に広く使用されている。このような用途の1つとして、特にガスタービンエンジン工業でのタービンブレードと、タービンペーンと、を挙げることができる。効率及び性能を向上させる必要があることから、ガスタービンエンジンの運転温度が高温化され、その内部で用いられている上記超合金物体には究極的な要

から任意に選択される1つ以上の元素、0～0.1%のイットリウム(Y)、ランタン(La)、スカンジウム(Sc)、セリウム(Ce)、ランタニド系列又はアクチニド系列の元素を含んだ一群から任意に選択される1種以上の元素、及び主要成分であるバランス成分としてのニッケル(Ni)の組成を有していることを特徴とする物体。

【請求項16】 前記物体は、ガスタービンエンジンの運転に用いられるガスタービンエンジン部品であつて、耐酸化性金属コーティングが外側面に施されていないことを特徴とする請求項15に記載の物体。

【請求項17】 前記組成が、下記式

【数7】

チナ(Pt)、ロジウム(Rh)、イリジウム(Ir)、オスミウム(Os)を含んだ一群から任意に選択される1つ以上の元素、0～0.1%のイットリウム(Y)、ランタン(La)、スカンジウム(Sc)、セリウム(Ce)、ランタニド系列又はアクチニド系列の元素を含んだ一群から任意に選択される1種以上の元素、及び主要成分であるバランス成分としてのニッケル(Ni)の組成を有していることを特徴とする物体。

【請求項19】 前記物体は、ガスタービンエンジンの運転に用いられるガスタービンエンジン部品であつて、耐酸化性コーティングが外側面に施されていないことを特徴とする請求項18に記載の物体。

【請求項20】 前記組成が、下記式

【数8】

求がなされている。

【0003】従来製造されている金属材料は、結晶粒界で分離された複数の粒子から構成されている。この結晶粒界は、その粒子内部の材料自体よりも高温下で脆弱である。この粒界は、高温下でのクラック開始の際の重要なサイトとなる。従つて、鋭い角度の粒界を取り除くことによって、クラック発生の傾向を低減することができると共に、高温下での部品寿命を延ばすことが可能となる。

【0004】このためにこれまで良好に用いられてきた1つの方法は、単結晶形態で上記金属材料を製造すえるものである。特定の鍛造技術によってニッケル基超合金は、内部粒界を有しない物体形状の単結晶形態として製造できる。米国特許第3,260,505号は、ニッケル基単結晶超合金物体を開示している。また、米国特許第4,116,723号は、ニッケル基単結晶物体の種

類に応じて適用可能な熱処理方法を開示している。米国特許第4,209,348号は、より特定の単結晶種を開示していると共に、上記物体を熱処理して、高温機械特性を改善するための方法を開示している。上記米国特許第4,209,348号に開示の公称組成は、重量%、すなわちwt%で言えば、10%Cr, 5%Al, 1.5%Ti, 4%W, 12%Ta, 5%Co, の他、バランス成分としての主要成分であるNiである。別の単結晶超合金組成物は、米国特許第4,402,772号に開示されており、この公称組成はwt%で言うと6%Ta, 9%Cr, 5%Co, 1%Ti, 1%Mo, 7%W, 5.5%Al, 0.15%Hf, の他、主要成分であるバランス成分のNiである。さらに別の組成が米国特許第4,222,794号に開示されており、これは公称組成ではwt%で、5.2%Cr, 5.4%Al, 1.1%Ti, 2%Mo, 4.9%W, 6.4%Ta, 3%Re, 0.4%V, の他、主要成分であるバランス成分としてのNiである。これらとは別の組成が、米国特許第4,719,080号に開示されており、その例示的好適組成は、wt%として、5%Cr, 2%Mo, 6%W, 3%Re, 9%Ta, 5.6%Al, 10%Co, 0.1%Hf, の他、バランス成分としての主要成分であるニッケル(Ni)とされている。

#### 【0005】

【発明が解決しようとする課題】従って、本発明は、新規なニッケル基超合金、すなわち新規な組成を有するニッケル基超合金組成物及び単結晶超合金物体を提供することにある。本発明の新規な組成の超合金によれば、他には見られないような特性が組み合わされた単結晶物体が製造可能とされる。

#### 【0006】

【課題を解決するための手段】上記ニッケル基超合金は、広い組成範囲を有し、wt%で言えば、3.0~20.0%Co, 5.0~10.0%W, 5.0~7.0%Al, 0.4~2.9%Cr, 4.0~8.0%T

a, 0~1.0%V, 0~8.5%Re, 0~1.5%Ti, 0~3.0%Hf, 0~4.0%Mo, 0~2.0%Nb, 0~10.0%のII族遷移金属元又は素第2周期び第3周期の遷移金属元素、具体的には、ルテニウム(Ru), パラジウム(Pd), プラチナ(Pt), ロジウム(Rh), イリジウム(Ir), オスミウム(Os)と言った元素を含んだ一群から任意に選択される1つ以上の元素, 0~0.1%のイットリウム(Y), ランタン(La), スカンジウム(Sc), セリウム(Ce), ランタニド系列又はアクチニド系列の元素を含んだ群から任意に選択される1種以上の元素、及び主要成分であるバランス成分としてのニッケル(Ni)を有している。また、当業者によれば最適組成として広い範囲から選択して、組成的に最適化させることを可能とする関係が開示されている。

【0007】本願明細書で開示の合金の特定の特性によれば、低Cr含有量にも拘わらず、良好な耐酸化性と、良好な高温耐浸食性が実現される。上記低Cr含有量は、また上記合金の良好な高温クリープ破断強度と良好な微結晶安定性の提供を可能とする。従って、本発明は、特にブレード及びペーンと言ったガスタービンエンジン部品に特に好適である。

【0008】本発明の他の特徴及び効果については、図面をもってする最良の実施形態の説明から明らかとなる。

#### 【0009】

【発明の実施の形態】表1には、本発明の単結晶ニッケル基超合金のいくつかの組成範囲をリストしてある。本発明の新規組成の上記超合金は、ガスタービンエンジンの運転下における過酷な環境に耐えるように物体を製造することができることを可能とするべく、耐酸化性、耐浸食性、機械的特性といった所定の要求を満たすために開発されたものである。

#### 【0010】

【表1】

表 1  
(重量%)

	広い範囲	中間的範囲A	中間的範囲B	好適範囲
W	5.0-10.0	6.0-8.0	6.3-7.3	6.3-7.3
Co	3.0-20.0	5.0-15.0	7.0-13.0	7.0-13.0
Cr	0.4-2.9	0.8-2.5	1.0-2.0	1.0-1.75
Ta	4.0-8.0	5.0-7.0	5.5-6.5	5.5-6.5
Al	5.0-7.0	5.3-6.3	5.7-6.3	5.7-6.3
V	0-1.0	0-1.0	0-0.5	0
Re	0-8.5	5.0-7.5	6.0-7.0	6.0-7.0
Ti	0-1.5	0-1.0	0-1.0	0
Hf	0-3.0	0.1-1.5	0.3-0.5	0.3-0.5
Mo	0-4.0	0.5-3.0	1.5-2.5	1.5-2.5
Nb	0-2.0	0-1.0	0-1.0	0
(Ru,Rh,Pd,Os,Ir, Pt)	0-10.0	0-10.0	0-10.0	0-10.0
(Y,La,Sc,Ac, ランタニド又は アクチニド)	0-1.0	0.001-0.05	0.001-0.05	0.001-0.05 (Y)

20

【0011】耐酸化性、耐浸食性は、上記超合金表面に形成される酸化層の特性に大きく依存する。この酸化層は、高温下でのエンジン運転中に形成される外側アルミナスケールを形成するためのAl（アルミニウム）を実質的に含有している。上記アルミナは、試験条件に応じて別の酸化物と混合されていても良い。耐酸化性を向上させるために、上記アルミナスケールの一体性を向上させるようなイットリウム（Y）又はこれとは別の元素が本発明の合金に含有されていても良い。

【0012】耐酸化性及び耐浸食性を与えることに加え、上記アルミニウムは、上記合金組成中で主要なガンマブライム相（ $\gamma'$ 相）を形成する元素である。上記ガンマブライム相は、Ni<sub>3</sub>Al組成で示され、ニッケル基超合金の強度に著しく寄与する相である。

【0013】ガンマブライム相形成体としてのアルミナに加えて、本発明の超合金では、別のガンマブライム相形成体であるタンタル（Ta）を含有している。これらガンマブライム相形成体は、主にタンタルとアルミニウムであり、ガンマブライム強化相を約60～70容量%（vol%）で形成するために充分な量で含有されている。

【0014】チタン、バナジウム、と言った別の元素もガンマブライム相形成物であるが、本発明の合金においてはこれらの量は最低に抑えてある。チタンとバナジウムを用いると、上記ガンマブライム形成物としてのアルミニウムの量を制限してしまい、上記超合金材料の耐酸化性を低下させることとなるためである。本発明において用いられる上記バナジウムと上記チタンの量は、最低限に抑えられるが、この理由としては、バナジウムは、高温耐浸食性に悪影響を与え、又、チタンは、耐酸化性

に悪影響を有しているためである。

【0015】Pt, Pd, Ru（ルテニウム）、Osが添加されている場合には、上記超合金材料のクリープ破断強度、耐酸化性、耐浸食性を向上させる効果を有する。

【0016】本発明の合金の特徴は、優秀な耐酸化性の他にも、低Cr含有量であるにも拘わらず良好な耐浸食性をも備えていることにある。0.4wt%程度といった低Cr含有量の単結晶合金は、本願以前には知られていない。上記Cr含有量は、本願ではwt%で言えば約0.4%～2.9%の範囲で可能であり、約1.0%～1.75%までが最も好ましい。上述のように低Cr含有量とすることの著しい効果は、より耐熱性の元素、例えばタングステン（W）、レニウム（Re）、モリブデン（Mo）といった高温耐クリープ性を付与しつつ、微結晶構造の安定性を保持するために必要な元素を添加することを可能とすることである。上記耐熱性元素Mo, W, Reの添加は、高温クリープ強度を改善する上記ガンマトリックス相の溶体化強度を向上させることができる。

【0017】本発明の超合金組成物は、種々の従来技術に従って単結晶として製造することが可能である。これらの従来技術としては、米国特許第3,700,023号；米国特許第3,763,926号；米国特許第4,190,094号に記載のものを挙げることができる。本発明のこれらの組成及び単結晶物体は、米国特許第4,116,723号に開示の熱処理方法に従って行うことが可能であり、本願においては、その内容を参照することができる。好適な熱処理は、約0.5時間～約4時間約2375°F～約2425°F（1301.2℃

50



～1329.4℃)の間で溶体化処理を行い、ついで、迅速に室温まで冷却し、その後1975°F(1079℃)で4時間熱処理するものである。さらに最後の熱処理を、約1300°F(704.4℃)で約24時間行う。なお、華氏温度(bで示す)からセ氏温度(aで示す)への換算は、下記式に基づいて行うことができる。

【0018】

【数9】

$$P = -200Cr + 80Mo - 20Mo^2 + 200W - 14W^2 + 30Ta - 1.5Ta^2 + 2.5Co + 1200Al - 100Al^2 + 100Re + 1000Hf - 2000Hf^2 + 700Hf^3, P \geq 4500$$

【0021】上記式中のすべての元素値は、wt%で表した量である。上記式により与えられる上記値Pは、上記組成の全体的な効果、特に高温クリープ破断強度を予測するためのパラメータとして機能する。4500以上のP値の組成で、上述の表1の範囲にある組成は、安定性、熱処理性、耐酸化性、耐浸食性と言った特性の他、高いクリープ強度を併せ持つ優れた性能を有している。その中間的範囲Aの組成であって、4700以上のP値を有する合金は、特に有効である。同様に、中間的範囲Bであって4800以上のP値、さらには4900以上

$$a = (b - 32) / 1.8$$

【0019】上記表1に示された広い範囲内で、最適特性を得るために特定の関係を用いることが可能である。この関係としては、下記式の関係を挙げることができる。

【0020】

【数10】

のP値を有する合金は、好適な範囲の合金として特に有効である。

【0022】表2は、本発明の上記広い組成範囲の代表例のうち、単結晶形態として評価した組成を示したものである。表2には、上述した代表的な組成について上記式から得られたP値を併記してある。なお、表中、記号Ba1.は、バランス成分であることを示す。

【0023】

【表2】

表 2

(重量%)											
Alloy	Cr	Mo	W	Re	Ta	Al	Hf	Co	Yppm	Ni	P 値
B76	1.5	2.0	6.1	7.2	5.8	5.8	0.4	10.1	200	Bal	5069
B77	1.5	2.0	7.0	6.1	5.8	5.8	0.4	10.1	50	Bal	4954
B78	1.5	2.0	9.9	5.1	5.9	5.9	0.4	10.1	40	Bal	4772
B94-2	1.4	2.4	6.7	6.4	5.8	5.8	0.4	10.1	80	Bal	5018
B95-1	2.8	2.1	7.0	6.5	5.9	5.9	0.4	10.2	110	Bal	4758
B66	1.6	2.0	8.9	4.9	5.8	5.8	0.1	10.0	—	Bal	4746
B96-2	1.5	2.0	7.0	8.4	6.0	5.9	0.4	10.1	60	Bal	5209
B113-5	1.0	2.0	6.4	6.5	5.9	5.8	0.4	10.2	230	Bal	5108
**	5.0	1.9	5.9	3.0	8.7	5.65	0.10	10.0	—	Bal	3913

\*\* 米国特許第4,719,080号の従来合金

【0024】表3は、上記表2で示した単結晶組成のいくつかの特徴的な特性を示す。

【0025】

【表3】

表 3

合金	1650°F 高温耐浸食性*	2100°F 未コート 酸化寿命*	1900°F 36ksi 1%クリープ	1900°F 36ksi 破断寿命	従来技術に対する 温度における効果* (°F)		
					1900°F 36ksi 1%クリープ	1900°F 36ksi 破断寿命	2100°F 未コート 酸化寿命
B66	同 等	---	38 hrs	92 hrs	56°F	47°F	---
B76	0.7X	3.2X	34 hrs	84 hrs	51°F	43°F	125°F
B77	同 等	3.8X	35 hrs	86 hrs	51°F	44°F	140°F
B78	同 等	3.3X	49 hrs	110 hrs	68°F	55°F	130°F
B94-2	同 等	3.0X	41 hrs	102 hrs	59°F	51°F	120°F
B95-1	同 等	6.8X	38 hrs	93 hrs	56°F	47°F	200°F
B113-5	0.7X	4.1X	36 hrs	81 hrs	52°F	40°F	150°F

\*米国特許第4,719,080号の従来合金との比較。

【0026】表1に示した最も好適な組成範囲の本発明の合金を、米国特許第4,719,080号に開示従来の合金と比較を行った。この従来技術による合金は、5.0Cr, 10.0Co, 1.9Mo, 5.9W, 3.0Re, 8.7Ta, 5.65Al, 0.10Hf, その他はバランス成分としてのNiを有しており、上記特性のすべての点について従来では最良の単結晶合金とされている。

【0027】図1及び図2は、1%のクリープを発生させ、又は300時間で破断が生じるのに必要とされる応力をそれぞれ温度の関数として示した。図1及び図2には、本発明の合金が約35~40°F(19.4~22.2°C)だけ従来組成の合金よりも温度が高くなっていることがわかる。これは、破断までの寿命又はクリープが制限的な要因となる用途においては、本発明の合金が約35~40°F(19.4~22.2°C)だけ従来の合金よりも同一の寿命を維持しつつ、高温で使用できることを意味する。温度特性におけるこの改善は、種々の方面に利用できる。例えば、高温で運転できることは、推力を向上させ又は効率を改善することになる。また、所定の運転温度においては、従来の合金よりも著しく寿命を改善することが可能となる。例えば、表3に掲載した条件(1900°F(1037.8°C)/36ksi(100ksiは、約690MPaである))では、従来の合金は、40時間で破断し1%クリープ寿命が、約14時間である。従って、表3に掲載の本発明の合金は、従来の合金に比較して1%クリープ時間において約3倍改善され、破断寿命が約2.5倍改善されている。これらの結果は、特にすべての特性において最良であると考えられている従来組成の合金を超えた改善をもたらしているため著しい効果といえる。

【0028】図3及び図4は、1%のクリープ、又は100時間での破断を生じさせる際に必要とされる応力をそれぞれ温度の関数として示したものである。図3においては、本発明の合金は、従来の合金に比べて約45°

F(25°C)温度が高くなっていることが理解される。また、図4では、本発明の合金は、従来の組成の合金に比べて破断までの温度が、約40°F(22.2°C)だけ高くなっていることが理解されよう。これは、破断までの寿命又はクリープが制限的な要因となっている用途においては本発明の合金は、従来の合金に比べて約40~45°F(22.2~25°C)だけ高温であっても同一の寿命を維持することができることを示している。

【0029】上記各図から理解されることであるが、当業者によれば、上記温度における効果は、比較がなされる温度に依存することが認識されよう。

【0030】図5は、ラーソンミラーパラメータの関数として1%のクリープを発生させるために必要な応力をプロットしたものである。当業者によれば、本発明は、1750°F~1900°F(954.4~1037.8°C)の温度範囲で最も温度効果があることが解る。温度効果は1650°F~2000°F(898.9°C~1093.3°C)の範囲でもみられるが、1750°F~1900°F(954.4~1037.8°C)の温度範囲が顕著である。図1~図4は、又、この温度効果を示している。同様な効果は、図6においても見られ、上述のラーソンミラーパラメータの関数として破断に必要な応力が変化しているのがわかる。

【0031】図7は、従来の組成の未コート合金と本発明の合金の耐酸化性を比較した図である。上記チャートは、2100°F(1148.9°C)で試験した際の、3mil(milは、ミリインチであり、25.4x10<sup>-6</sup>mである。)の深まで、酸化による攻撃を受ける時間を示したものである。上記チャート上のデータは、サイクルバーナリグ試験から得られたものであり、このサイクルバーナリグ試験では、サンプルは、ジェット燃料の燃焼による高温フレームに晒された後、冷却が交互に行われるようにされている。この手法は、ガスタービンエンジンの運転中のタービンブレードの苛酷な環境を表すようになっている。図7から、本発明の合金は、同一

の金属の減少が観測される温度において約225°F (125°C) だけ従来の合金より高いことが観測された。これとは別に、所定の温度すなわち、2100°F (1148.9°C) では、従来組成の合金は、約70～75時間で約3milの金属が減少したが、本発明の合金組成では、約400時間で同量の材料が減少したのみであった。すなわち、本発明の合金寿命は、耐酸化性に関していえば約5倍従来の合金よりも向上されていると言える。この様な優秀な耐酸化性は、保護コーティングを用いずとも所定の用途に提供することが可能となることを意味する。

【0032】さらに、これとは別の材料特性として、高温耐浸食性を挙げることができる。この点について言えば、本発明の合金は、従来の合金組成のものと同一の特性を保有している。表3に示したバーナリグ試験での1650°F (898.9°C) でのいくつかの実施例では、合成食塩が燃焼フレーム内に導入された。

【0033】上述した領域のすべてにおいて満足できる水準の特性を得るために、今日の上記ニッケル基超合金（従来技術によるもの）は、典型的には、アルミナイドコーティング、すなわちMCrAlYコーティングが施されて、上記超合金の耐酸化性及び高温耐浸食性が改善されている。しかしながら、上記コーティングは、基体となる単結晶超合金よりも柔軟性が低く、上記部品の疲労寿命に悪影響をもたらしていまうので、上記コーティングを施すことによる改善とトレードオフの関係にある。

【0034】図8及び図9は、高温において、酸化防止コートが必要とする従来合金に比較した場合の本発明の合金の未コート状態における優れた熱疲労特性を示すものである。試験は、サンプルを最大サイクル温度において圧縮し、最低サイクル温度800°F (426.7°C) において張力を加えと言ったアウトオブフェーズ(out of phase)サイクルを用いて行った。従来の合金には、その外表面に2.5milのアルミナイドコーティング（アルミニウム含有量は、約25wt%であった。）を、米国特許第4,132,816号のようにして施した。上記米国特許第4,132,816号の内容は、本願においても参照することができる。アルミナ

ドコーティングは、本来的にはこれ以外の金属コーティングよりも良好な疲労耐久性を有していることに注意するべきである。

【0035】図8及び図9は、上記試験サンプルに加えられた全歪み範囲を示すが、これらのそれぞれのサイクルは、欠陥を生じさせるに必要であったサイクルの関数として表されている。上記図8及び図9から、800°F (426.7°C) と上記最大温度の間におけるサイクルによって、本発明の合金では、1900°F 及び2000°F において、従来組成の合金との比較において欠陥が生じるまでに約40%以上の余分なサイクルを必要とした。これは、図10に示すように一定の歪み(0.5%)範囲の欠陥が生じるまでのサイクルと最大試験温度に基づいたプロットによれば、従来組成の合金に比較して約40～45°F (22.2～25°C) の温度分だけ優れていることに対応する。従って、本発明の超合金は、耐酸化性、クリープ破断強度、疲労強度、を有している他、例えば約1800°F から約2100°F (1017.2°C～1148.9°C) の高温下の運転温度において、金属耐酸化性コーティングを外面に施さなくとも、本発明の合金から形成された部品が良好な耐高温浸食性を併せ持つと言った、最適な構成を有するものである。

【0036】本発明の合金の別の効果は、低Cr含有量に係わらず良好な高温耐浸食性を有しつつ、未コート状態における優秀な耐酸化性を有することにある。図11にも示されているように、Crを添加していない基体合金(B94及びB96)に対して、2.8%までのCrを添加すると、著しく上記各合金の耐酸化性が向上する。Cr含有量が0.4%と言った最低の含有量であっても、他の組成との相乗的な効果により、著しい耐酸化性の向上が認められるのである。いくつかの実施例を、表4に示す。これらの合金は、2100°F (1148.9°C) で酸化による影響を受け始めるまでの時間(hr)を比較したものである(すべての元素値は、特に指定しない限りwt%を示す。)

【0037】

【表4】

表 4

合金	Cr	Mo	W	Re	Ta	Al	Hf	Co	Yppm	Ni	0.25gの重量 減少が観測された 時間 (hr)
B94	0.0	2.3	6.5	6.6	5.8	5.8	0.1	10.1	10	Bal	<86
B94M1	0.1	2.3	6.5	6.6	5.8	5.8	0.1	10.1	110	Bal	150
B94M2	0.4	2.3	6.5	6.6	5.8	5.8	0.1	10.1	200	Bal	546
B94M3	1.4	2.3	6.5	6.6	5.8	5.8	0.1	10.1	50	Bal	1200
B94M4	2.8	2.3	6.5	6.6	5.8	5.8	0.1	10.1	40	Bal	1300+
B96M1	0.2	2.0	6.7	8.3	5.1	5.1	0.1	10.1	40	Bal	<86
B96M2	0.3	2.0	6.7	8.3	5.1	5.1	0.1	10.1	60	Bal	<86
B96M3	1.5	2.0	6.7	8.3	5.1	5.1	0.1	10.1	70	Bal	1100
**	5.0	1.9	5.9	3.0	8.7	5.65	0.1	10.0	—	Bal	<86

\*\* 米国特許第4,719,080号の従来合金

【0038】さらに本発明の効果は、本発明の超合金物体が約1900°F (1037.8℃)といった高温下に長時間晒されていても、良好な微細結晶構造の安定性を示すことにある。

【0039】これまで本発明について説明を加えてきたが、本発明は、上述した特定の実施例に限定されるものではなく、種々の変更及び適合化が、本発明の趣旨及び範囲内においてなされることが可能である。

#### 【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の合金と従来合金の300時間で1%のクリープを生じさせる応力を、温度の関数として示したグラフ。

【図2】本発明の合金と従来合金の300時間で破断させるに必要な応力を、温度の関数として示したグラフ。

【図3】本発明の合金と従来合金の100時間で1%のクリープを生じさせるに必要な応力を、温度の関数として示したグラフ。

【図4】本発明の合金と従来合金の100時間で破断

させるに必要な応力を温度の関数として示したグラフ。

【図5】従来合金と比較した1%クリープを生じさせるに必要な時間のラーソン-ミラープロット。

【図6】従来合金と比較した破断までに必要な時間のラーソン-ミラープロット。

【図7】本発明の合金と従来合金の酸化特性を比較したチャート。

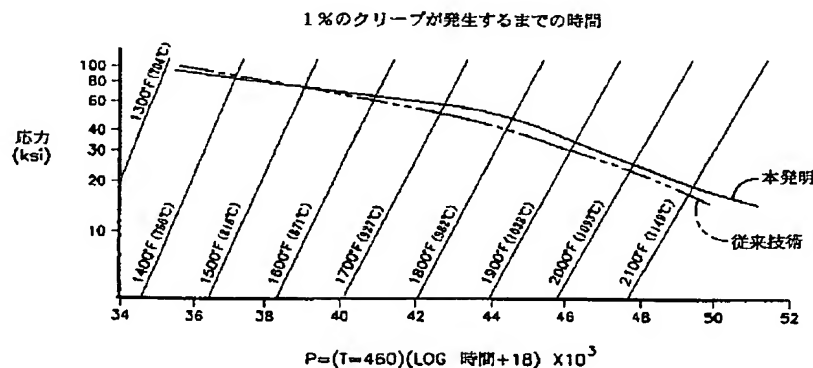
【図8】本発明の合金（未コート）を従来合金（コート）と対比させた、1900°Fでの熱-機械疲労特性を示したプロット。

【図9】本発明の合金（未コート）を従来合金（コート）と対比させた2000°Fでの熱-機械疲労特性を示したプロット。

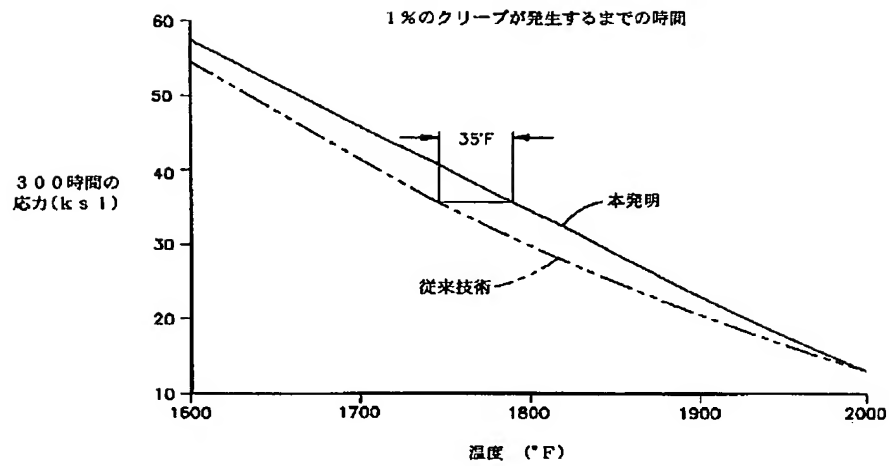
【図10】本発明の合金（未コート）を従来合金（コート）と対比させた熱-機械的疲労試験の温度における効果を示したプロット。

【図11】耐酸化特性に対するCr含有量の影響を示したプロット。

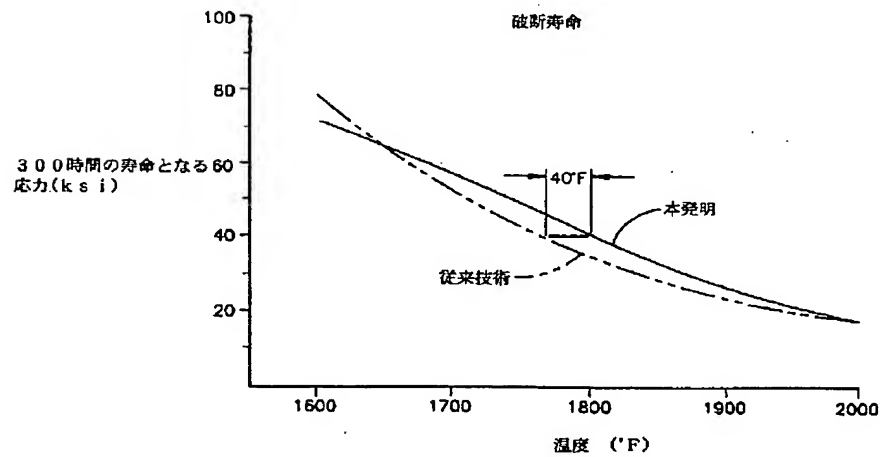
【図5】



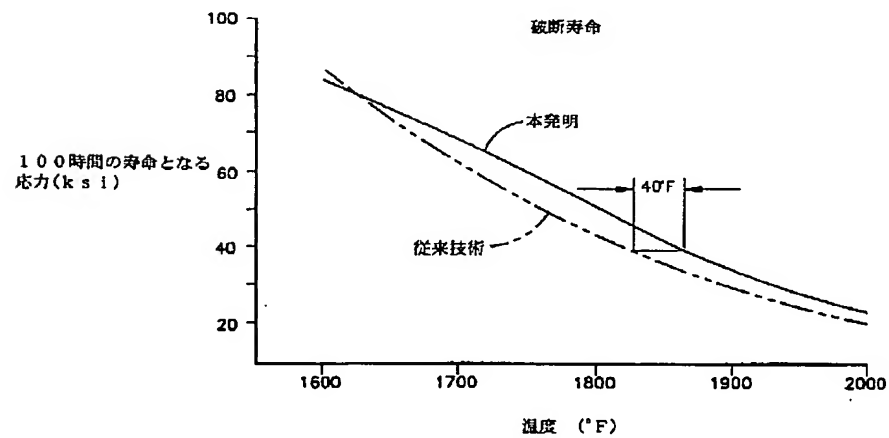
【図1】



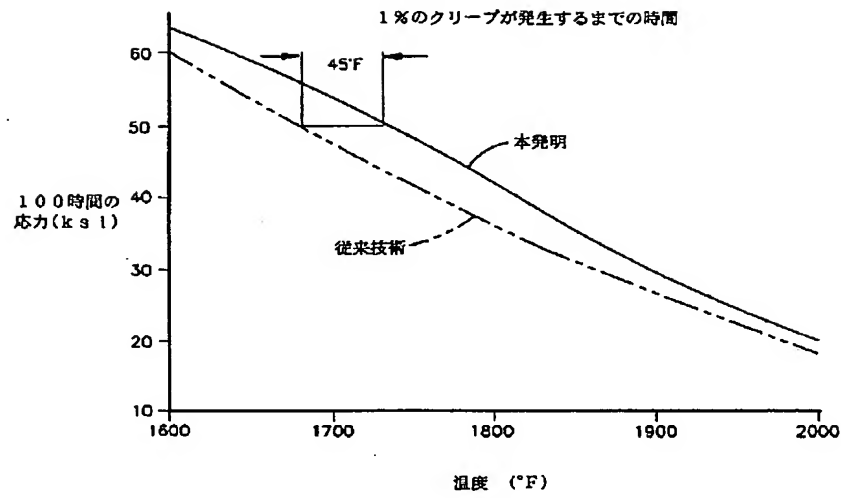
【図2】



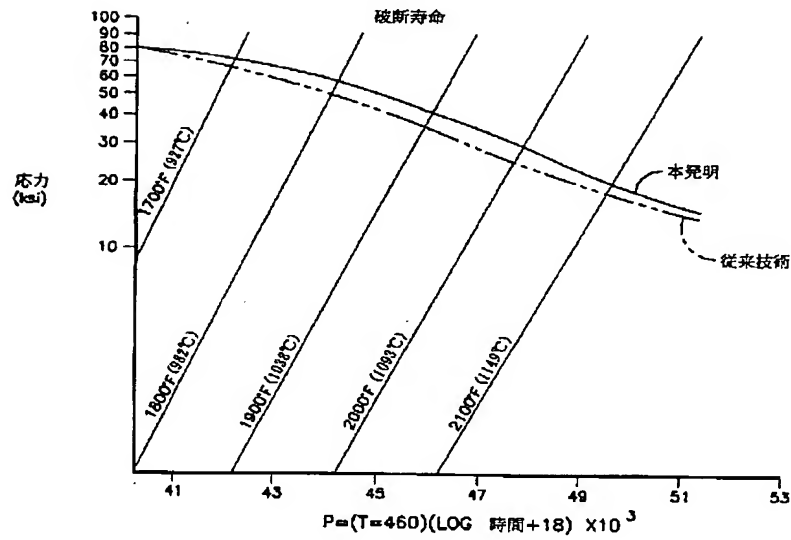
【図4】



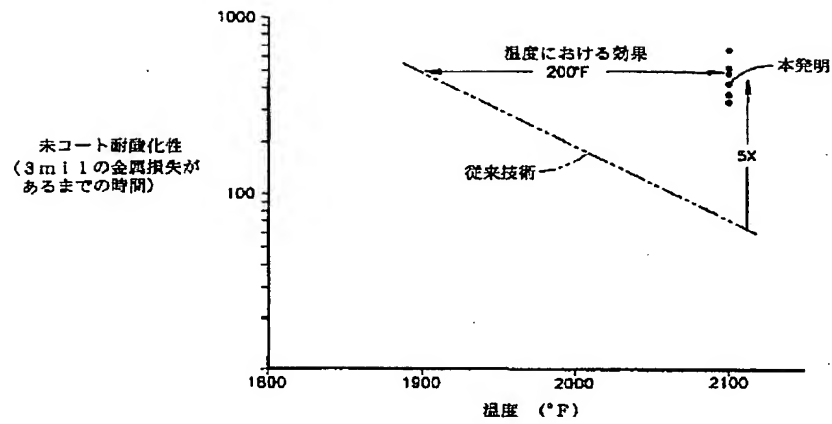
【図3】



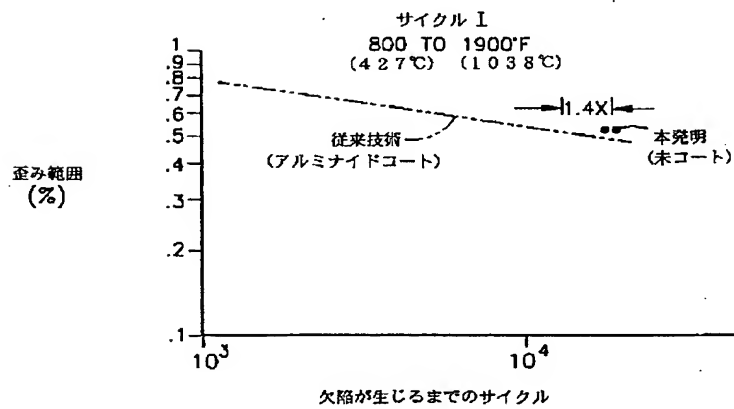
【図6】



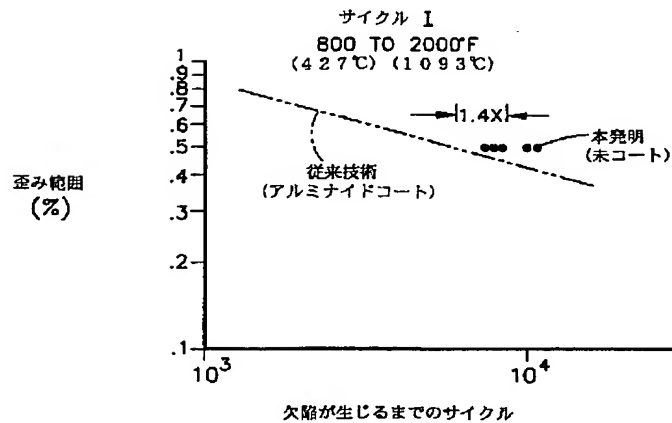
【図7】



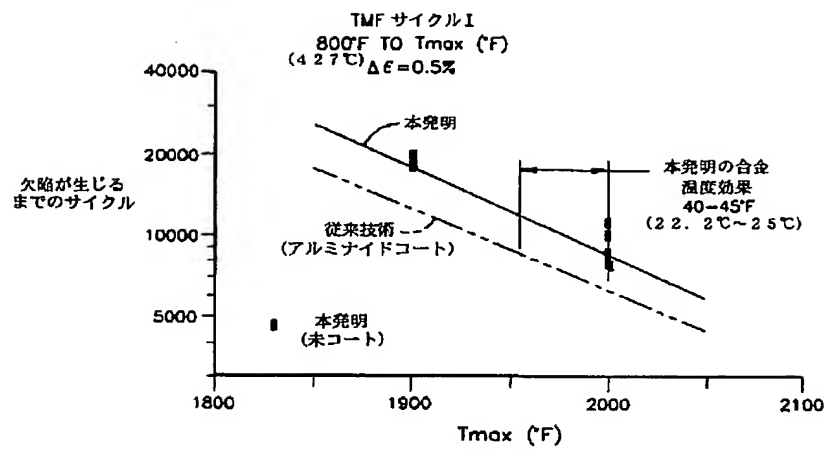
【図8】



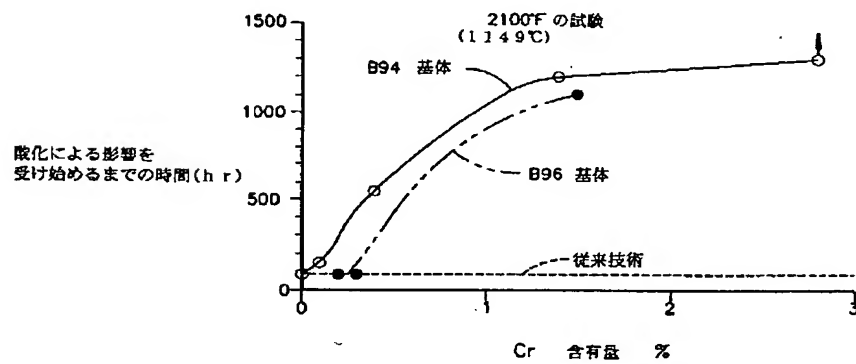
【図9】



【図10】



【図11】



フロントページの続き

(72)発明者 デイヴィッド エヌ. デュール  
アメリカ合衆国, コネチカット, ニューウ  
ィングトン, ペーコン ストリート 31



## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 10-195565

(43)Date of publication of application : 28.07.1998

(51)Int.Cl.

C22C 19/05

C30B 29/52

F01D 5/28

(21)Application number : 09-338324

(71)Applicant : UNITED TECHNOL CORP &lt;UTC&gt;

(22)Date of filing : 09.12.1997

(72)Inventor : ALAN D SETEL  
DAVID N DUERR

(30)Priority

Priority number : 96 763916

Priority date : 11.12.1996

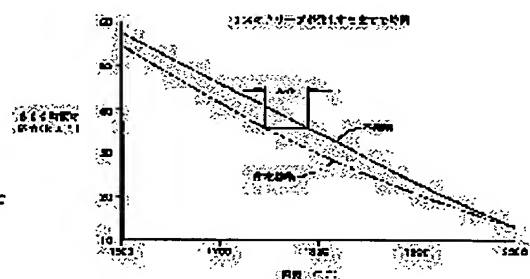
Priority country : US

(54) LOW CR-CONTAINING SUPERALLOY COMPOSITION FOR SINGLE CRYSTAL HAVING HIGH STRENGTH AND HIGH OXIDATION RESISTANCE, AND SINGLE CRYSTAL SUPERALLOY BODY

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a low Cr-contg. superalloy composition for single crystals having high strength and high oxidation-resistance and suitable for casting as a single crystal form and to provide a single crystal superalloy body.

SOLUTION: This composition contains, by weight, 3.0 to 20.0% Co, 5.0 to 10.0% W, 5.0 to 7.0% Al, 0.4 to 2.9% Cr, 4.0 to 8.0% Ta, 0 to 1.0% V, 0 to 8.5% Re, 0 to 1.5% Ti, 0 to 3.0% Hf, 0 to 4.0% Mo, 0 to 2.0% Nb, 0 to 10.0% of one or more kinds of elements optionally selected from one group composed of Ru, Rh, Pd, Os, Ir and Pt, 0 to 1.0% of Y, La, Sc, Ac, lanthanoids or actinoids, and the balance Ni.



## LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

01.12.2004

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]